

Aluminium matrix bearing metal alloy.

Publication number: DE68918900 (T2)

Publication date: 1995-02-23

Inventor(s): SHIODA MASAHIKO [JP]; ARITA MASASHI [JP]; TANIZAKI KATSUJI [JP]; OHKAWA KOUE [JP]; SAKAI TAKESHI [JP]

Applicant(s): NISSAN MOTOR [JP]; NIPPON DIA CLEVITE CO [JP]

Classification:

- **international:** C22C21/02; C22C1/04; C22C21/00; F16C33/12; C22C21/02; C22C1/04; C22C21/00; F16C33/04; (IPC1-7): C22C1/04; B22F1/00; C22C21/00

- **European:** C22C1/04B1; C22C21/00B; F16C33/12

Application number: DE19896018900T 19890804

Priority number(s): JP19880195915 19880805

Also published as:

EP0353773 (A1)

EP0353773 (B1)

US5104444 (A)

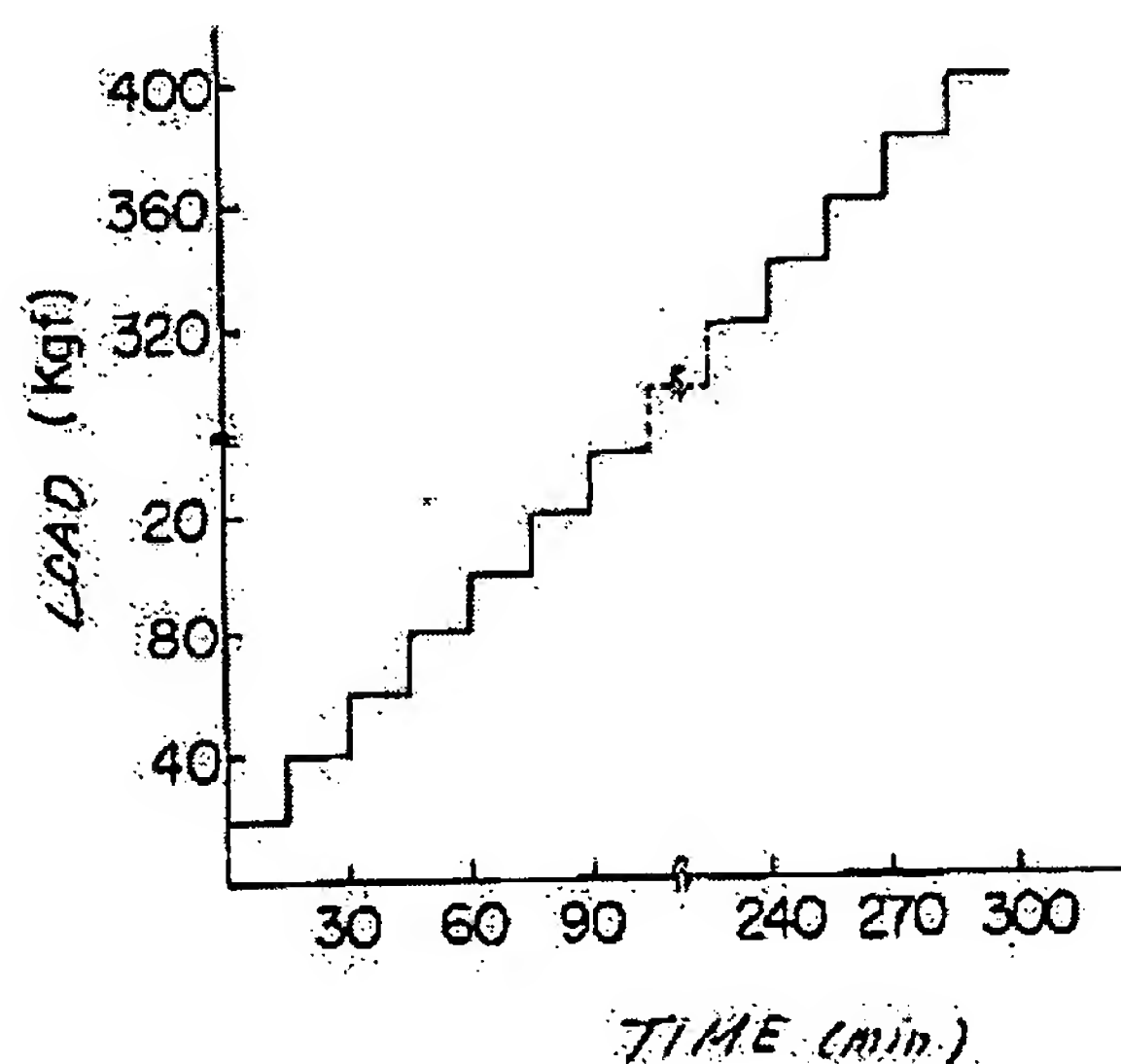
JP2047232 (A)

Abstract not available for DE 68918900 (T2)

Abstract of corresponding document: **EP 0353773 (A1)**

An aluminium alloy is prepared from an aluminium alloy powder having composition of: lubricating component Pb: 3 to 15 Wt%; Sn: less than or equal to 5 Wt%; hardening component Si: 1 to 12 Wt%; reinforcement component one or more selected among Cu, Cr, Mg, Mn, Zn, Fe: 0.2 to 5.0 Wt% and, remainder of aluminium as principal material or matrix; To the aluminium alloy powder set forth above, powder state Pb in 3 to 12 Wt% is added. With the mixture of the aluminium alloy powder and Pb powder, a billet is formed. For the billet, extrusion process is performed in a extrusion ratio greater than or equal to 40. In the extruded block, Si particle dispersed in the aluminium matrix is in a grain size smaller than or equal to 12 μm .; Furthermore, at least of half of added Pb powder particle is dispersed on the sliding surface of the aluminium matrix to have greater than or equal to 0.74 of circularity coefficient which is derived from the following equation: circularity coefficient = $4\bar{O} \times (\text{surface area of block}) / (\text{circumferential length})$ In case that the bearing metal is required substantially high wear-resistance, Pb phase and/or Pb alloy phase having 50 μm of average grain size occupies greater than or equal to 85% of area ratio versus overall Pb phase and/or Pb alloy path.

FIG. 1



Data supplied from the esp@cenet database — Worldwide



①⑨ BUNDESREPUBLIK
DEUTSCHLAND



DEUTSCHES
PATENTAMT

⑫ Übersetzung der
europäischen Patentschrift

⑧⑦ EP 0 353 773 B1

⑩ DE 689 18 900 T 2

⑤① Int. Cl.⁶:
C 22 C 1/04
B 22 F 1/00
C 22 C 21/00

DE 689 18 900 T 2

②①	Deutsches Aktenzeichen:	689 18 900.1
⑧⑥	Europäisches Aktenzeichen:	89 114 462.8
⑧⑥	Europäischer Anmeldetag:	4. 8. 89
⑧⑦	Erstveröffentlichung durch das EPA:	7. 2. 90
⑧⑦	Veröffentlichungstag der Patenterteilung beim EPA:	19. 10. 94
④⑦	Veröffentlichungstag im Patentblatt:	23. 2. 95

③⑩ Unionspriorität: ③② ③③ ③①
05.08.88 JP 195915/88

⑦③ Patentinhaber:
Nissan Motor Co., Ltd., Yokohama, Kanagawa, JP;
NDC Co., Ltd., Narashino, Chiba, JP

⑦④ Vertreter:
Grünecker, A., Dipl.-Ing.; Kinkeldey, H., Dipl.-Ing.
Dr.-Ing.; Stockmair, W., Dipl.-Ing. Dr.-Ing. Ae.E. Cal
Tech; Schumann, K., Dipl.-Phys. Dr.rer.nat.; Jakob,
P., Dipl.-Ing.; Bezold, G., Dipl.-Chem. Dr.rer.nat.;
Meister, W., Dipl.-Ing.; Hilgers, H., Dipl.-Ing.;
Meyer-Plath, H., Dipl.-Ing. Dr.-Ing.; Ehnold, A.,
Dipl.-Ing.; Schuster, T., Dipl.-Phys.;
Vogelsang-Wenke, H., Dipl.-Chem. Dipl.-Biol.Univ.
Dr.rer.nat.; Goldbach, K., Dipl.-Ing.Dr.-Ing.;
Aufenanger, M., Dipl.-Ing.; Klitzsch, G., Dipl.-Ing.,
Pat.-Anwälte, 80538 München

⑧④ Benannte Vertragsstaaten:
DE, GB

⑦② Erfinder:
Shioda, Masahiko, Yokohama-shi Kanagawa-ken,
JP; Arita, Masashi, Yokohama-shi Kanagawa-ken,
JP; Tanizaki, Katsuji, Yokosuka-shi Kanagawa-ken,
JP; Ohkawa, Koue, Chiba-shi Chiba-ken, JP; Sakai,
Takeshi, Chiba-shi Chiba-ken, JP

⑤④ Lagerlegung auf Al-Matrizen-Basis.

Anmerkung: Innerhalb von neun Monaten nach der Bekanntmachung des Hinweises auf die Erteilung des europäischen Patents kann jedermann beim Europäischen Patentamt gegen das erteilte europäische Patent Einspruch einlegen. Der Einspruch ist schriftlich einzureichen und zu begründen. Er gilt erst als eingelegt, wenn die Einspruchsgebühr entrichtet worden ist (Art. 99 (1) Europäisches Patentübereinkommen).

Die Übersetzung ist gemäß Artikel II § 3 Abs. 1 IntPatÜG 1991 vom Patentinhaber eingereicht worden. Sie wurde vom Deutschen Patentamt inhaltlich nicht geprüft.

DE 689 18 900 T 2

89 114 462.8

NISSAN MOTOR CO., LTD.

Lagerlegierung auf Basis einer Al-Matrix

HINTERGRUND DER ERFINDUNG

Fachgebiet der Erfindung

Die vorliegende Erfindung betrifft allgemein eine Legierung des Aluminium-Typs mit hohem Verschleißwiderstand, hoher Ermüdungsfestigkeit usw. und einem geringen Gewicht. Insbesondere betrifft die Erfindung eine Legierung des Aluminium-Typs, die zur Verwendung als Lagermetall zur Herstellung von Lagern, Gleitteilen usw. für Kraftfahrzeuge, Industriemaschinen, landwirtschaftliche Maschinen usw. geeignet ist.

Beschreibung des Standes der Technik

Verschiedene Lagermetalle, z.B. Cu-Pb-Metall-Legierung, Babbitt-Metall (Weißmetall) und ähnliches, werden je nach dem Einsatz des Lagers wahlweise als Metallmaterial zur Herstellung von Gleitlagern verwendet. In der Kraftfahrzeug-Industrie wurde die Aufmerksamkeit auf eine Legierung des Aluminium-Typs als Lagermetall für Lager gelenkt, die bei Brennkraftmaschinen Verwendung finden, wegen der hohen Wärmefestigkeit, Verschleißfestigkeit, Korrosionsfestigkeit, des hohen Ermüdungswiderstandes usw. Insbesondere sind Legierungen des Al-Sn-Typs und des Al-Sn-Pb-Typs als zur Verwendung für Kraftfahrzeug-Brennkraftmaschinen besser und geeigneter in Betracht gezogen worden.

Andererseits wurden in letzter Zeit an die Kraftfahrzeug-Brennkraftmaschinen Anforderungen nach geringerer Größe und geringerem Gewicht gerichtet. Um derartigen Anforderungen zu genügen

sind Bestandteile der Maschine kleiner geworden. Dabei wird natürlich auch die Axiallänge der Lager reduziert. Im Gegensatz dazu wurden die modernen Maschinen zur Erzeugung von höherer Leistung für besseres Verhalten vergrößert. Das unterwirft die Lager in der Maschine härteren Bedingungen. Derartige harte Bedingungen beim Einsatz des Lagers werfen verschiedene Probleme auf. Unter harten Einsatzbedingungen wird bei einer modernen Hochleistungs-Maschine die Ausbildung von Rissen und das örtliche Ablösen vom Stützstahl ein ernsthaftes Problem. Deshalb ist es eine wichtige Aufgabe, eine ausreichend hohen Ermüdungsfestigkeit zu schaffen.

Um das zu erfüllen, hat der Inhaber der vorliegenden Anmeldung in GB-A-2 185 041, die der JP-A-62-130253 entspricht, ein neuartiges Lagermetall beschrieben.

Das vorgeschlagene Material besteht allgemein aus einer Legierung des Typ Al-Sn-Pb, die zu einem versprühten Legierungspulver umgebildet wurde. Das Legierungspulver wird durch einen Extrusionsvorgang bearbeitet. Das vorgeschlagene Lagermetall hat eine wesentlich hohe Ermüdungsfestigkeit und hohe Schmierfähigkeit.

Die vorgeschlagene Legierung ist zusammengesetzt aus Al als Matrix oder Hauptkomponente; einem oder mehreren aus Pb, Sn, In, Sb, Bi ausgewählten Bestandteilen als Schmierkomponente; Si als Härtungskomponente; einem oder mehreren aus Cu, Cr, Mg, Mn, Ni, Zn, Fe ausgewählten als Verstärkungs-Komponente. Die Schmierkomponente ist so zugesetzt, daß das Flächenverhältnis gegenüber der Al-Matrix in einem Bereich von mehr als 0,04 bis höchstens 0,07 liegt. Die Härtungs-Komponente ist so zugesetzt, daß das Flächenverhältnis gegenüber der Al-Matrix in einem Bereich von mindestens 0,01 bis höchstens 0,17 liegt. Die Verstärkungs-Komponente ist in einem Anteil von 0,2 bis 5,0 Gew.-% zugesetzt. Weiter kann/können, wenn gewünscht, der Legierungszusammensetzung ein oder mehrere ausgewählte(r) Bestandteil(e) aus Ti, B, Zr, V, Ga, einem oder mehreren Seltenerd-Metalle(n) (REM = rare earth metal) einschließlich Sc und Y in einem Anteil von 0,01 bis 3,0 Gew.-% zugesetzt werden.

Die Schmierkomponente wird hergestellt in Form eines feinkörnigen Pulvers mit einer Korngröße von höchstens 8 μm . Die im Pulverzustand befindliche Schmierkomponente wird gleichförmig in der pulverisierten Legierung dispergiert. Die Legierung in Pulverform wird zu einer Tablette gebildet und durch einen Extrusionsvorgang mit einem Extrusionsverhältnis von mindestens 10 bearbeitet. Die Korngröße von Si als Härtings-Komponente wird so gesteuert, daß sie höchstens gleich 12 μm ist, vorzugsweise in einem Bereich von 6 μm bis 12 μm liegt. Die extrusionsbearbeitete Legierung besitzt eine Zugfestigkeit, die bei Normaltemperatur mindestens 12 kp/mm beträgt, und besitzt im Zugtest unter Normaltemperatur eine Dehnung, die 11% beträgt.

Bei einer solchen Metall-Legierung wird bevorzugt, daß sie für eine bessere Schmierfähigkeit einen großen Anteil von Pb als Schmierkomponente besitzt, und daß sie eine höhere Warmfestigkeit, höhere Verschleißfestigkeit, höhere Korrosionsfestigkeit, bessere Ölaffinität usw. aufweist. Wenn jedoch der Gehalt von Pb in der Legierung größer als 12 Gew.-% wird, wird die Pb-Korngröße außerordentlich hoch, und in dem von dem Metall aus bearbeiteten zerstäubten Pulver wird bei der praktischen Verwendungstemperatur eine Pb-Segregation verursacht. Weiter kann infolge der Gravitations-Segregation eine schwankende Pb-Konzentration verursacht werden. Eine außerordentliche Pb-Korngröße neigt dazu, die Ermüdungsfestigkeit der Legierung zu verschlechtern. Weiter wird infolge der Schwankung des Pb-Gehalts eine örtliche Verschlechterung des Festbrenn- oder Freßwiderstandes oder der Ermüdungsfestigkeit in der Legierung verursacht. Aus diesen Gründen wird der Pb-Gehalt auf höchstens 12 Gew.-% begrenzt.

Um für diesen Pb-Gehalt zu sorgen, wurde der Versuch gemacht, im Pulverzustand befindliches Pb getrennt von der pulverisierten Al-Legierung herzustellen, und das Pb-Pulver dem Al-Legierungspulver vor dem Extrudieren hinzuzufügen. Dieser Versuch war jedoch nicht erfolgreich, da dann, wenn mehr als 12 Gew.-% Pb hinzugefügt werden, durch die Erwärmung bei dem Extrusionsvorgang geschmolzenes Flüssigphasen-Pb dazu neigt, Pb-Teilchen unter Ausbildung außerordentlich großer Pb-Körner in der Legie-

zung zu binden. Weiter neigt die Anwesenheit von Pb im Flüssigzustand dazu, Extrudierfehler in dem extrudierten Block zu verursachen.

OFFENBARUNG DER ERFINDUNG

Im Hinblick auf den vorstehend dargestellten Stand der Technik ist es ein Ziel der Erfindung, ein Lagermetall des Aluminium-Typs zu schaffen, das eine zufriedenstellend hohe Ermüdungsfestigkeit und hohen Festbrenn- oder Freßwiderstand besitzt, bei gleichzeitig optimalen Schmiereigenschaften. Um dieses Ziel zu erreichen, wird ein zerstäubtes Lagermetall des Aluminium-Typs gemäß Anspruch 1 hergestellt.

Eine bevorzugte Ausführung des in Anspruch 1 bestimmten Lagermetalls wird in dem Unteranspruch angegeben.

Der Zirkularitäts-Koeffizient wird dabei aus der folgenden Gleichung abgeleitet:

Zirkularitäts-Koeffizient

$$= 40 \times (\text{Oberflächengröße des Blocks}) / (\text{Umfangslänge})$$

Falls es erforderlich ist, daß das Lagermetall eine wesentlich hohe Verschleißfestigkeit besitzt, nimmt die Pb-Phase und/oder die Pb-Legierungsphase mit 50 µm durchschnittlicher Korngröße mindestens 85% Flächenverhältnis, bezogen auf die Gesamt-Pb-Phase und/oder den Pb-Legierungsweg ein.

Wie daraus zu entnehmen ist, kann das nach dem Stand der Technik hervorgerufene Problem des größeren Gehalts von Pb durch die vorliegende Erfindung dadurch gelöst werden, daß ursprünglich ein begrenzter Pb-Gehalt zum Erzielen einer gleichmäßigen Verteilung von Feinpartikel-Pb in dem Legierungsmaterial-Pulver geschaffen und eine annehmbare Menge von Pb hinzugefügt wird, welche Menge so begrenzt ist, daß sie die Bearbeitbarkeit im Extrusionsvorgang nicht verschlechtert. Weiter kann durch entsprechendes Festsetzen der Extrusionsbedingung eine Verteilung der Pb-Teilchen an der Gleitober-

fläche annähernd in Kreisform erzeugt werden.

Insbesondere wird der Extrusionsvorgang zum Einstellen des Wachstums von Si-Partikeln in der Weise gesteuert, daß sich in der Aluminiummatrix Si-Partikel mit einer Korngröße von höchstens 12 μm befinden. Weiter wird der Extrusionsvorgang so gesteuert, daß Pb-Pulverteilchen an der Gleitfläche der Aluminiummatrix so dispergiert werden, daß sie einen Zirkularitäts-Koeffizienten von mindestens 0,74 aufweisen. Der Extrudiervorgang wird so gesteuert, daß eine Pb-Phase und/oder eine Pb-Legierungsphase mit 50 μm durchschnittlicher Korngröße mindestens 85% des Flächenverhältnisses gegenüber der Gesamt-Pb-Phase oder der Pb-Legierungsphase einnimmt.

Das zerstäubte Aluminiumlegierungs-Pulver wird von aus einem Metall bei einer praktischen Schmelztemperatur hergestellt.

An der Oberfläche der Aluminiummatrix wird Pb so verteilt, daß ein Zirkularitäts-Koeffizient von mindestens 0,74 erreicht wird an einer Lagerfläche, die mit einem daran abgestützten Rotationskörper gepaßt ist.

Weitere Einzelheiten der vorliegenden Erfindung werden nachstehend diskutiert, um ein besseres Verständnis der Erfindung zu ermöglichen. Jedoch wird die vorliegende Erfindung vollständiger durch die nachfolgend gegebene detaillierte Beschreibung verstanden werden und durch die nachfolgend angegebenen Beispiele, doch sollte die Beschreibung nicht zur Begrenzung der Erfindung auf die bestimmten Beispiele genommen werden, sondern nur zur Erklärung und zum Verständnis dienen.

KURZBESCHREIBUNG DER ZEICHNUNGEN

In den Zeichnungen:

zeigt die einzige Figur eine Erläuterung der Belastungsverteilung beim Verschleißtest.

DETAILLIERTE BESCHREIBUNG DER ERFINDUNG

Die vorliegende Erfindung wird nun im einzelnen mit Bezug auf einige von Untersuchungen abgeleitete Beispiele diskutiert. Zuerst wird eine Diskussion durchgeführt über die Zusammensetzung einer Aluminium-Legierung, die hernach als "Al-Legierungsmaterial" bezeichnet wird, als ein Grund- oder Hauptmaterial zur Herstellung eines Lagermetalls nach der vorliegenden Erfindung.

(1) Schmierungs-Komponente

Bei der vorliegenden Erfindung enthält das Al-Legierungsmaterial eine begrenzte Menge von Schmier-Komponente zur Schaffung einer hohen Verschleißfestigkeit, Ermüdungsfestigkeit usw. Unter den verschiedenen als Schmierkomponente zu verwendenden Materialien wählt der vorliegenden Erfindung Pb und Sn als bevorzugte Materialien aus. Diese beiden Materialien sind als zur Schaffung einer Schmierfähigkeit angemessene Materialien bekannt. Weiter besitzt, im Vergleich mit Sn, Pb die bessere Eigenschaft im Hinblick auf Lager- oder Freß-Widerstandsfähigkeit.

Wenn der Pb-Gehalt geringer als 3 Gew.-% ist, wird die Festsetz- oder Freß-Widerstandsfähigkeit unannehmbar gering. Zusätzlich wird bei derart geringem Pb-Gehalt die Fähigkeit, Fremdmaterie zu "schlucken", beträchtlich abgesenkt. Wenn andererseits der Gehalt an Pb auf mehr als 15 Gew.-% ansteigt, wird die Ermüdungsfestigkeit der Matrix erniedrigt. Deshalb kann in beiden Fällen das Material wegen unzureichender Belastungs-Widerstandsfähigkeit als ungeeignetes Lagermaterial angesehen werden. Wenn der Gehalt von Pb auf mehr als 12 Gew.-% ansteigt, wird die Korngröße der Pb-Teilchen in der Pb-Phase bei einem zerstäubten Pulver, das in einem praktischen Schmelztemperatur-Bereich erzeugt wird, außerordentlich groß. Weiter kann der Pb-Gehalt von mehr als 12 Gew.-% eine Segregation von Pb in der Matrix hervorrufen. Eine derartige außerordentliche Korngröße der Pb-Teilchen oder die Segregation erzeugen in der Matrix Einflüsse auf die Eigenschaften des extrudierten Blockes (wenn

die Extrudierungsrate ziemlich hoch ist). Deswegen liegt der bevorzugte Pb-Gehalt unter oder höchstens bei 12%.

Andererseits ist Sn wirksam zur Verbesserung der Korrosionsfestigkeit von Pb. Ein Ansteigen des Sn-Gehalts auf mehr als 5 Gew.-% läßt jedoch die Ermüdungsfestigkeit unzureichend werden. Außerdem kann ein Sn-Gehalt von mehr als 5 Gew.-% durch Wärme während des Extrudierungsvorganges zur Verflüssigung führen, so daß in dem extrudierten Block Fehler gebildet werden. Im Hinblick darauf wird der Sn-Gehalt auf unter oder höchstens auf 5 Gew.-% begrenzt.

(2) Härtungs-(Verstärkungs-)Komponente

Bei der dargestellten Erfindung wird Si als Härtungsmaterial für das Al-Legierungsmaterial benutzt. Si wird so in einer Form eines eutektischen Si-Kristalls oder eines präeutektischen Si-Kristalls hinzugefügt. Si wird so zur Verbesserung der mechanischen Festigkeit des Lagermetalls und der Verschleißfestigkeit desselben hinzugefügt. Wenn der Gehalt an Si geringer als 1 Gew.-% ist, kann keine bemerkenswerte Wirkung des Si erreicht werden. Wenn andererseits der Si-Gehalt 12 Gew.-% übersteigt, wird die Zähigkeit des Materials reduziert, so daß die Bearbeitbarkeit schlechter wird.

Die Korngröße der Si-Partikel wird bevorzugt auf höchstens 12 µm festgesetzt. Wenn die Korngröße von Si-Partikeln mehr als 12 µm beträgt, neigen Si-Partikel mit einer solchen Korngröße dazu, andere Materialien in dem extrudierten Block zu beschädigen. Auch neigen Si-Partikel mit einer Korngröße von mehr als 12 µm dazu, eine unzureichende Flächendichte herbeizuführen, so daß die Verschleißfestigkeit verschlechtert wird. Deswegen wird die Si-Korngröße auf höchstens 12 µm beschränkt.

Es ist auch möglich, Si in Form von zerstäubtem Si-Pulver zuzusetzen, welches Al in einem Anteil von 8 bis 30 Gew.-% umfaßt.

(3) Verstärkungs-Komponente

Ein Al-Legierungsmaterial enthält weiter eine Verstärkungs-Komponente zur Verbesserung der Festigkeit der Legierung. Bei der vorliegenden Erfindung ist die Verstärkungs-Komponente zusammengesetzt aus einem Material oder mehreren Materialien, die ausgewählt werden unter Cu, Cr, Mg, Mn, Ni, Zn und Fe. Es wird bevorzugt, wenn derartige Verstärkungs-Komponenten in einem Bereich von 0,2 bis 5,0 Gew.-% enthalten sind.

Unter den angegebenen Materialien wird Cu als guter Materialzusatz zum Erzielen einer hohen Kriechfestigkeit angesehen. Deswegen kann Cu bei Hochtemperatur-Gleiten eine hohe Ermüdungsfestigkeit schaffen. Wenn der Gehalt von Cu unter 0,2 Gew.-% liegt, kann keine nennenswerte Verbesserung der Kriechfestigkeit erwartet werden. Wenn andererseits der Cu-Gehalt größer als 5,0 Gew.-% ist, fällt ein großer Anteil von nadelförmigem CuAl aus, so daß die Zähigkeit verschlechtert wird. Das ergibt eine Absenkung der Ermüdungsfestigkeit. Cr, Mg, Mn, Ni, Zn und Fe besitzen zu der des Cu äquivalente Eigenschaften und werden oft als Zusätze verwendet, um der Al-Legierung Schmiedbarkeit oder Streck-Verformbarkeit (malleability) zu verleihen. Deswegen werden ein solches Material oder werden zwei dieser Materialien als Verstärkungs-Komponente in einem Bereich von 0,2 Gew.-% bis 5,0 Gew.-% hinzugefügt.

(4) Material zur Fein-Kristallisierung der Legierung

Wenn erwünscht, kann zusätzlich zu den vorgenannten Komponenten ein Material, das die Feinkristallisierung der materiellen Al-Legierung unterstützt, hinzugefügt werden. Bei der vorliegenden Erfindung wird ein solches Material ausgewählt unter Ti, B, Zr, V, Ga und den hier als REM bezeichneten Seltenerd-Metallen (einschließlich Y und Sc). Das Material wird in einem Anteil von 0,01 Gew.-% bis 3,0 Gew.-% hinzugegeben. Derartiges Material ist besonders wirksam bei der Unterstützung von Feinkornbildung bei Partikeln der Schmierkomponente.

Die bisher erwähnten Komponenten (1) bis einschließlich (4)

werden der Al-Matrix hinzugefügt und zur Herstellung von zerstäubtem Al-Pulver bearbeitet. Entsprechend der vorliegenden Erfindung wird getrennt von dem vorstehend angeführten Al-Pulvermaterial hergestelltes Pb-Pulver vor der Durchführung des Extrudierungsvorganges hinzugefügt. Die Zusammensetzung des Pb-Pulvers wird nachstehend diskutiert:

(5) Pb im Pb-Pulver

Das Pb in dem Pb-Pulver dient als Schmierstoff, um die Festbrenn- oder Freßfestigkeit der Al-Legierung als Lagermaterial zu schaffen. Falls die hinzugefügte Menge Pb unter 3 Gew.-% liegt, kann keine bemerkenswerte Schmierwirkung erhalten werden. Wenn andererseits die hinzuzufügende Pb-Menge mehr als 12 Gew.-% beträgt, wird das Pb-Pulver zumindest teilweise aufgeschmolzen und die Extrudierungsfähigkeit verschlechtert. Weiter wird die Korngröße außerordentlich dadurch vergrößert, daß Pb-Partikel miteinander verbunden werden.

Während des Extrudierungsvorganges werden die Pb-Partikel zu geringerer Korngröße zerstoßen. Um jedoch ein der Korngröße bei dem Al-Pulvermaterial entsprechend feinkörniges Pb zu erhalten, wird bevorzugt, Pb mit einer Korngröße zu verwenden, die höchstens 300 mesh beträgt.

Entsprechend der vorliegenden Erfindung wird die Verteilung der Pb-Phase und Pb-Legierungsphase in dem extrudierten Block so gesteuert, daß eine ausreichend hohe Zirkularität vorhanden ist. Falls die Verteilung des Pb-Phase oder der Pb-Legierungsphase im extrudierten Block in Ellipsen- oder Streifen-Form vorliegt, kann die Gleichmäßigkeit der Pb-Verteilung nicht erreicht werden, wodurch ein Festbrennen oder Fressen entstehen kann, wenn der örtliche Kontakt zwischen dem Lagermetall und einer daran abzustützensen Welle an dem Abschnitt herbeigeführt wird, an dem die Pb-Phase oder die Pb-Legierungsphase nicht vorhanden ist. Weiter kann eine derartige ungleichförmige Verteilung von Pb die Festigkeit gegen Belastung in senkrechter Richtung zur Pb- oder Pb-Legierungsphase herabsetzen, wodurch die Ermüdungsfestigkeit verringert wird. Zusätzlich verursacht

eine Fluktuation der Pb-Verteilung eine Fluktuation des Verhaltens der jeweils unabhängigen extrudierten Blöcke.

Die Erfinder haben festgestellt, daß dann, wenn Pb-Partikel, wie sie in Form von Pb-Pulver zugesetzt werden, auf der Gleitfläche in einer Form verteilt werden, die einen Zirkularitätskoeffizienten von 0,74 aufweist, wobei der Zirkularitätskoeffizient abgeleitet wird als:

Zirkularitäts-Koeffizient

$$= 40 \times (\text{Oberflächengröße des Blocks}) / (\text{Umfangslänge}),$$

eine zufriedenstellende Anti-Festbrenn- oder Anti-Freß-Eigenschaft und Ermüdungsfestigkeit des Lagermetalls erhalten werden kann.

Wenn andererseits die Pb- oder die Pb-Legierungs-Phase eine zu hohe Größe besitzt, ist es immer noch möglich, die Ermüdungsfestigkeit zu verschlechtern. Wenn deshalb besonders hohe Ermüdungsfestigkeit erforderlich ist, ist es besser, die Korngröße der Pb- und/oder der Pb-Legierungs-Phase darauf zu begrenzen, daß sie höchstens gleich 50 µm ist. Um in der Praxis eine besonders hohe Ermüdungsfestigkeit zu erhalten, wird es notwendig, ein Flächenverhältnis der Pb-und/oder der Pb-Legierungs-Phase mit durchschnittlicher Korngröße von höchstens 50 µm gegenüber der Gesamt-Pb-und/oder -Pb-Legierungs-Phase höchstens gleich 85% zu schaffen.

Um den Extrudiervorgang auszuführen, wird das Pb-Pulver zu dem Al-Pulvermaterial hinzugefügt. Mit dem Gemisch aus dem Pb-Pulver und dem Al-Pulvermaterial wird ein quadratischer Barren gebildet. Der Barren wird dann einem Extrudiervorgang mit einem Extrudierverhältnis von 40 unterzogen. Wenn das Extrudierverhältnis kleiner als 40 ist, kann keine zufriedenstellend hohe Zirkularität der Verteilung der Pb- oder Pb-Legierungsphase erhalten werden. Weiter können, wenn die Extrudierung mit einem Extrudierverhältnis unter 40 ausgeführt wird, Extrudierdefekte, wie interne Risse oder Aufreißen an der Oberfläche entstehen.

Zusätzlich wird, um eine Ausbildung von Extrudierfehlern zu vermeiden, vorzugsweise die Extrudierung bei einer Temperatur von höchstens 450°C vorgenommen.

BEISPIELE

Um die Eigenschaft des erfindungsgemäß hergestellten Lagermetalls des Al-Typs aufzuzeigen, werden nachfolgend Ausführungsbeispiele zusammen mit Vergleichsbeispielen besprochen. Die Zusammensetzung des Materials bei den Beispielen und Vergleichsbeispielen ist in der angefügten Tabelle I dargestellt.

Anfangs werden die jeweiligen Probenmaterialien Nr. 1 bis Nr. 23 einem Luftzerstäubungs-Vorgang unterworfen, um das Al-Legierungsmaterialpulver zu erhalten. Bei dem Zerstäubungsvorgang werden Schmelzen mit einer Temperatur von 1100°C hergestellt. Für die jeweilige Schmelze der Proben Nr. 1 bis Nr. 23 wird dann der Luftzerstäubungs-Vorgang durchgeführt. Bei dem für die Probe Nr. 18 erzeugten zerstäubten Al-Pulver wurden große Anteile von segregiertem Pulver, das Pb und Sn enthielten, als Hauptkomponenten festgestellt.

Zu den zerstäubten Pulvern der jeweiligen Probe wurde Pb-Pulver mit einer Zusammensetzung gemäß Tabelle I hinzugefügt und gemischt. Die Gemische wurden zu zylindrischen Knüppeln mit einem Durchmesser von 200 mm und einer Axiallänge von 150 mm geformt. Die Probenstücke wurden durch Kompaktierung mit einem Druck von 2,0 t/cm gebildet. Die Knüppel wurden in Reinaluminium eingeschlagen und dann einem Extrudiervorgang unterworfen, so daß ein plattenförmiger extrudierter Körper mit einer Dicke von 3 mm und einer Breite von 105 mm entstand. Während es Extrudierens wurden die Proben Nr. 20 und 21 auf 470°C erwärmt, die restlichen Proben auf 400°C.

Infolge der überschüssigen Pb-Menge in dem Al-Legierungsmaterial der Probe Nr. 18, dem überschüssigen Pb-Gehalt des Pb-Pulvers der Probe Nr. 14 und der überschüssigen Menge von Sn in dem Al-Legierungsmaterial der Probe Nr. 16 wurden Fehler wie Oberflächenaufreißen oder Endrisse beobachtet. Deshalb waren

die extrudierten Blöcke dieser Proben für die praktische Verwendung nicht geeignet.

Die Probe Nr. 24 wurde mit folgender Zusammensetzung hergestellt:

Si: 4 Gew.%

Cu: 1,00 Gew.-%,

Restmenge Al mit einer Partikelgröße von 150 mesh.

Das Al-Pulvermaterial wurde mit Pb-Pulver gemischt, das 30 Gew.-% Sn enthielt. Das Al-Pulvermaterial und das Pb-Pulver wurden in einem Verhältnis von 84:16 gemischt. Aus diesem Gemisch wurde durch Rohkompaktierung mit einem Druck von 2,0 t/cm ein Knüppel gebildet. Der Knüppel hatte die gleichen Abmessungen wie bei den anderen Proben. Der Knüppel wurde in Reinaluminium eingeschlagen und einer Extrusion zur Ausbildung eines extrudierten Körpers mit 25 mm Dicke und 100 mm Breite unterworfen. Die Extrudierung wurde bei einer Bearbeitungstemperatur von 280°C ausgeführt.

Reibungstest

Die Proben-Legierungen 1 bis einschließlich 12 der Beispiele und 13, 15, 17, 19 bis einschließlich 24 der Vergleichsbeispiele, die ohne Fehler zu verursachen in extrudierte Körper umgeformt werden konnten, wurden verschiedenen Walzvorgängen zur Bildung dünner Streifen unterworfen. Von jedem Streifen wurden Streifenproben mit 35 mm Breite, 35 mm Länge und 1,5 mm Dicke abgenommen. Bei der Probenlegierung Nr. 24 wurde während des Walzvorganges bei einer Dicke von 10 mm und einer Dicke von 4 mm ein Zwischenanlassen bei 300°C während 5 h ausgeführt. Weiter wurde eine Schlußanlaßbehandlung bei einer Temperatur von 350°C während 5 h vor dem Schneiden der Probenstreifen durchgeführt. Für die anderen Proben-Legierungen wurden nur Schlußanlaßvorgänge mit den gleichen Bedingungen ausgeführt.

Legierung Nr. 15 zeigte Reißen während des Walzvorganges und konnte nicht bei der Zieltemperatur gewalzt werden.

An den Probenstreifen wurden Reibuntersuchungen mit Bedingungen durchgeführt, wie sie in der beigefügten Tabelle II dargestellt und in der Figur gezeigt sind. Die Ergebnisse der Reibuntersuchung sind in der beigefügten Tabelle III zusammengestellt. Wie aus Tabelle III klar ersichtlich, hatten die Beispielp Proben Nr. 1 bis einschließlich 12 nach der vorliegenden Erfindung weit bessere Oberflächen-Eigenschaften als die Vergleichsbeispiele Nr. 13, 17, 19 bis 24.

Ermüdungsfestigkeits-Untersuchung der Lager

Für die Proben-Legierungen der Proben 1 bis einschließlich 12 der Ausführungsbeispiele und der Proben Nr. 13, 17, 19 bis einschließlich 24, bei welchen brauchbar extrudierte Blöcke und gewalzte Streifen erhalten werden konnten, wurde ein Walzvor-gang durchgeführt mit Stahlstreifen von 1,7 mm Dicke bei einer Reduzierung von 48%. Darauf folgend wurde ein Schlußanlassen bei einer Temperatur von 350°C über 10 h durchgeführt. Nach dem Anlassen wurden die einzelnen Proben jeweils zur Ausbildung von Lagern bearbeitet. Für die Lager der jeweiligen Proben wurden Lager-Ermüdungsfestigkeits-Untersuchungen ausgeführt unter den in Tabelle IV gezeigten erschwerten Bedingungen. Ergebnisse der Lager-Ermüdungsfestigkeits-Untersuchungen sind in der beigefügten Tabelle V enthalten.

Wie aus der Tabelle V zu ersehen ist, wurde bei den Beispielen Nr. 1 bis einschließlich Nr. 12 entsprechend der vorliegenden Erfindung keine Herabsetzung der Ermüdungsfestigkeit trotz der erhöhten Menge von Pb beobachtet und dabei die Anti-Festbrenn- oder Antifreß-Eigenschaft verbessert. Im Gegensatz dazu traten bei den Vergleichsbeispielen Nr. 20, 21 und 24 nach kurzer Zeit Risse auf, und dadurch wurde gezeigt, daß diese Proben unzureichende Ermüdungsfestigkeit besaßen.

Zwar wurde die vorliegende Erfindung im Hinblick auf die bevorzugten Ausführungen beschrieben, um ein besseres Verständnis der Erfindung zu ermöglichen, es ist jedoch anzuerkennen, daß die Erfindung auf verschiedene Weise ausgeführt werden kann, ohne von ihren Prinzipien abzuweichen. Deshalb sollte die

Erfindung so verstanden werden, daß sie alle möglichen Ausführungen und Abwandlungen der gezeigten Ausführungen einschließt, die ohne Abweichung von dem erfindungsgemäßen Prinzip, wie es in den beigefügten Ansprüchen dargestellt ist, ausgeführt werden können.

Tabelle 1

Probe Nr.	Legierungs-Zusammensetzung des zerstäubten Al-Pulvers (Gew.-%)										Pb-Pulver- korn- größe (mesh)	Pb-Pulver- Misch- Verhältnis (Gew.-%)	Extru- dier- tempe- ratur (°C)	Extru- dier- Ver- hältnis	Korngröße von St-Par- tikeln (µm)	Verhältnis von Pb-Phase mit einem Zirkula- risitäts-Koeffiz- ienten $\geq 0,74$	Flächenverhält- nis von Pb- und von Pb-Legie- rungs-Phase mit durchschnittli- cher Korngröße $< 50 \mu\text{m}$	Bemerkun- gen
	Al	Pb	Sn	Si	Cu	Cr	Mg	Mn	Ni	Zr	Fe							
Bsp. 1	Rest	3	3	8	0,05	-	0,5	-	-	4	-	6	400	97,73	≥ 12	65,1	100	
Bsp. 2	Rest	3	5	12	-	0,2	-	-	-	-	-	9	400	97,73	> 12	71,1	89	
Bsp. 3	Rest	6	3	4	0,05	-	-	0,4	1,0	-	-	12	400	97,73	≥ 12	76,1	91	
Bsp. 4	Rest	9	3	6	-	0,2	-	0,4	-	-	-	6	400	97,73	≥ 12	69,0	100	
Bsp. 5	Rest	9	-	4	-	0,5	-	-	0,5	-	-	9	400	97,73	≥ 12	70,8	93	
Bsp. 6	Rest	9	3	1	0,75	-	-	0,4	-	-	-	6	400	97,73	≥ 12	67,0	100	
Bsp. 7	Rest	9	3	6	0,75	-	-	-	-	-	-	6	400	97,73	≥ 12	69,2	100	
Bsp. 8	Rest	12	-	4	-	-	0,5	0,4	-	3,5	-	6	400	97,73	≥ 12	67,2	95	
Bsp. 9	Rest	12	3	4	0,75	0,5	-	-	-	-	-	6	400	97,73	≥ 12	69,9	100	
Bsp. 10	Rest	12	3	2	0,50	-	-	0,4	-	-	-	3	400	97,73	≥ 12	64,9	95	
Bsp. 11	Rest	12	5	4	-	0,2	-	-	-	-	2,0	3	400	97,73	≥ 12	58,6	88	
Bsp. 12	Rest	15	3	4	0,75	-	-	-	0,5	-	-	6	400	97,73	≥ 12	65,6	87	
Vgl.Bsp. 13	Rest	-	6	8	0,75	0,5	-	-	-	-	-	15	400	97,73	≥ 12	78,1	86	Extrudier- Fehler
Vgl.Bsp. 14	Rest	3	3	4	0,75	0,5	-	-	-	-	-	6	400	97,73	-	-	-	Walzen
Vgl.Bsp. 15	Rest	6	3	16	0,75	-	-	0,4	-	-	-	6	400	97,73	-	-	-	Extrudier- Fehler
Vgl.Bsp. 16	Rest	9	7	4	0,75	0,5	-	-	-	-	-	6	400	97,73	-	-	-	
Vgl.Bsp. 17	Rest	12	5	-	0,75	-	-	0,4	-	-	-	6	400	97,73	≥ 12	67,4	66	

Tabelle I

Probe Nr.	Legierungs-Zusammensetzung des zerstäubten Al-Pulvers (Gew-%)										Pb-Pulver- korn- größe (mesh)	Pb-Pulver- Misch- Verhältnis (Gew-%)	Extru- dier- tempe- ratur (°C)	Extru- dier- Ver- hältnis	Korngröße von Si-Por- tükeln (µm)	Verhältnis von Pb-Phase mit einem Zirkula- risitäts-Koeffiz- ienten $\geq 0,74$	Flächenverhält- nis von Pb- und von Pb-Legie- rungs-Phase mit durchschnittl- icher Korngröße $\leq 50 \mu\text{m}$	Bemerkun- gen
	Al	Pb	Sn	Si	Cu	Cr	Mg	Mn	Ni	Zr	Fe							
Vgl.Bsp. 18	Rest	18	5	4	0,75	0,5	-	-	-	-	-	6	400	97,73	-	-	-	-
Vgl.Bsp. 19	Rest	9	3	4	0,75	-	-	0,4	-	-	-	-	400	97,73	≥ 12	-	100	-
Vgl.Bsp. 20	Rest	9	3	1	-	-	-	0,4	-	-	-	6	470	97,73	≥ 12	36,3	62	-
Vgl.Bsp. 21	Rest	12	3	4	0,75	0,5	-	-	-	-	-	6	470	97,73	≥ 12	32,8	54	-
Vgl.Bsp. 22	Rest	9	3	1	0,75	-	-	0,4	-	-	-	6	400	97,73	≥ 12	44,8	52	-
Vgl.Bsp. 23	Rest	12	3	4	0,75	0,5	-	-	-	-	-	6	400	97,73	≥ 12	46,2	48	-
Vgl.Bsp. 24	Rest	-	-	4	1,00	-	-	-	-	-	-	16 (Pb-30Sn)	380	12,50	≥ 12	(42,9)	82	-

Tabelle II

Reibtest-Bedingung

Proben-Maße (mm) (BxHxD)	35 x 35 x 1,5
Umfangsgeschwindigkeit (m/s)	4,0
Fluid-Art	SAE 7,5W - 30
Fluid-Temperatur (°C)	130
Wellen-Material	S45C
Wellen-Rauhigkeit (R _{max} in µm)	0,8
Wellen-Härte (H _R C)	ca. 55
Last-Verteilung (Fig.1)	20 kp bis 400 kp (oder bis Fressen); 20kp/15min (stufenweise Zunahme)
Erfassung des Fressens	Material-Temp. ≥ 220°C oder Reibkoeffiz. ≥ 0,3

Tabelle III

Reibtest-Ergebnisse

Probe Nr.	Zugehörigkeit	Freßbelastung (kp)
1	Erfindung	280
2		Kein Fressen
3		360
4		320
5		300
6		320
7		360
8		360
9		320
10		340
11		320
12		Kein Fressen
13	Vergleich	260
17		280
19		180
20		200
21		220
22		160
23		160
24		200

Tabelle IV**Ermüdungstest-Bedingung**

Lagerabmessung (mm) (\varnothing x B x D)	$\varnothing 53 \times 11,3 \times 1,5$
Drehzahl (U/min)	3 500
Fluid-Art	SAE 20W-40
Fluid-Zulauftemperatur ($^{\circ}\text{C}$)	130
Fluid-Zulaufdruck (kp/cm^2)	4,0
Wellen-Material	S45C
Wellen-Rauhigkeit ($R_{\text{max}} \mu\text{m}$)	0,8
Wellen-Härte (H_{RC})	= 55
Testzeit (h)	200 (oder Verbiegung)

Tabelle V**Ermüdungstest-Ergebnisse**

Nr.	Zugehörigkeit	Ermüdungszeit
1	Erfindung	Keine Ermüdung
2		140
3		180
4		160
5		Keine Ermüdung
6		180
7		140
8		180
9		160
10		140
11		160
12		140
13	Vergleich	180
17		140
19		Keine Ermüdung
20		120
21		100
22		100
23		100
24		80

EP 89 114 462.8

Nissan Motor CO., LTD.

Patentansprüche

1. Lagermetall vom Aluminiumtyp, hergestellt durch Herstellen

(i) eines atomisierten Aluminiumlegierungspulvers umfassend (bezogen auf Gewicht)

Pb: 3 - 15 %;

Sn: kleiner als oder gleich 5 % als Schmierbestandteil;

Si: 1 - 12 % als Verfestigungsbestandteil;

ein oder mehrere Elemente ausgewählt aus Cu, Cr, Mg, Mn, Ni, Zn und Fe: 0,2 - 5 % insgesamt als Verstärkungsbestandteil;

wahlweise eines oder mehrere Elemente gewählt aus Ti, B, Zr, V, Ga, SEM (umfassend Y und Sc) mit einem Gesamtgehalt von 0,01 % - 3,0 % zur Förderung einer feinen Kristallisation der Legierung, wobei der Rest aus Al besteht;

(ii) Zusetzen eines separat hergestellten Pb-Pulvers in einer Menge von 3 - 12 % mit einer Partikelgröße von weniger als 300 mesh, Herstellen einer Mischung und Extrudieren der Mischung mit einem Extrusionsverhältnis von 40 % oder mehr und bei einer Extrusionstemperatur von kleiner oder gleich 450°C, wobei wenigstens die Hälfte der zugesetzten Pb-Pulverpartikel auf der Gleitfläche der Aluminiummatrix verteilt sind, so daß diese einen Zirkularitätsindex von 0,74 oder mehr aufweist, und wobei die Si-Partikel in der Aluminiummatrix in einer Korngröße von kleiner oder gleich 12 µm verteilt sind, und wobei das Pb in Form einer Pb-Phase und/oder einer Pb-Legierungsphase verteilt ist, derart, daß wenigstens 85% der durch die Pb-Phase und/oder die Pb-

Legierungsphase eingenommenen Fläche Pb oder Pb-Legierung enthält mit einer durchschnittlichen Korngröße von kleiner oder gleich 50 µm.

2. Lagermetall vom Aluminiumtyp nach Anspruch 1,

dadurch gekennzeichnet,

daß das Pb in Form einer Pb-Phase und/oder Pb-Legierungsphase so verteilt ist, daß wenigstens 85 % der durch die Gesamt-Pb-Phase und/oder die Pb-Legierungsphase eingenommenen Fläche Pb oder Pb-Legierung mit einer durchschnittlichen Korngröße von kleiner oder gleich 50 µm enthält.

89 114 462.8

1 / 1

FIG.1

